

⑮ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 昭和62年(1987)10月31日

C 22 C 38/46
38/00

3 0 1

H-7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 1 (全4頁)

⑭ 発明の名称 熱間鍛造金型用鋼

⑯ 特 願 昭61-95442

⑰ 出 願 昭61(1986)4月24日

⑱ 発 明 者 藤 城 泰 文 大阪市此花区島屋5丁目1番109号 住友金属工業株式会社製鋼所内

⑲ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪市東区北浜5丁目15番地

⑳ 代 理 人 弁理士 押田 良久

明 細 書

1. 発明の名称

熱間鍛造金型用鋼

2. 特許請求の範囲

重量%で、C:0.50~0.70%、Si:0.50%以下、Mn:0.20~0.90%、P:0.035%以下、S:0.015%以下、Cr:0.50~2.0%、Mo:0.20~0.60%、V:0.04~0.30%、酸溶解性AL:0.10%以下を含有し、更にNiを、Tを熱間鍛造中の金型の表面温度(℃)とするとき、

$$-0.025T + 19 \leq Ni \leq -0.025T + 21$$

を満たすように含有し、残りがFeおよび不可避不純物の合金鋼からなることを特徴とする熱間鍛造金型用鋼。

3. 発明の詳細な説明

産業上の利用分野

本発明は、熱間鍛造に使用される金型用鋼に関する。

従来 の 技 術

従来、熱間鍛造用金型の素材としては該金型の

平均使用温度における高温強度を上げ、熱間での耐摩耗性を向上させることに主眼がおかれ、Mo等の析出強化型合金元素の添加による高強度化を主体とした成分設計がなされてきた。

発 明 の 目 的

しかしながら、上記従来のMoの添加により高温強度を上げ熱間における耐摩耗性の向上をはかった合金鋼を金型の素材として用いた場合は、高強度化に伴い靱性が低下するため耐割損性が低下し、特に大形金型において往々にして内部まで貫通する割れが発生するという問題があった。

本発明は上記従来の問題を解決し、金型表面温度が750℃未満の使用における金型寿命を向上させた熱間鍛造金型用鋼を提供することを目的とする。

発 明 の 構 成

本発明者は、上記従来の問題を解決するべく種々の研究を行なった結果、Moのような析出強化型合金元素には頼らず、オーステナイト相を安定化させるNiを添加することにより高温での強

特開昭62-250158 (2)

度が増加し、しかも、金型の表層部の酸化により該表層部においてNiが濃化して表層部が特に強化され、熱間における耐摩耗性が向上することを見出した。本発明は上記知見に基づいてなされたものであって、重量%でC:0.50~0.70%、Si:0.50%以下、Mn:0.20~0.90%、P:0.035%以下、S:0.015%以下、Cr:0.50~2.0%、Mo:0.20~0.80%、V:0.04~0.30%、酸溶解性Al(以下sol. Alという):0.10%以下を含有し、更にNiを、Tを熱間鍛造中の金型の表面温度(%)とすると、

$$-0.025T + 1.9 \leq Ni \leq -0.025T + 2.1$$

を満たすように含有し、残りがFeおよび不可避不純物の合金鋼からなる熱間鍛造金型用鋼に関する。

この発明によれば、金型表面温度750℃未満の使用において、その特徴が発揮される。

上記金型表面温度とは鍛造中における金型の極めて薄い表層部の温度で、該表層部のミクロ組織の変化からそれに対応して求められる温度をいう。

%以下、S成分は0.015%以下と定めた。両者とも含有量は極力少ない方がよい。

Cr成分は強度および靱性を向上させる作用を有するが、0.50%未満では所望の強度が得られず、2.0%を超えると靱性が劣化することからその含有量を0.50~2.0%と限定した。

Mo成分はCr成分と同様に強度および靱性を向上させる作用を有するが、0.20%未満では所望の強度が得られず、0.80%を超えると靱性が劣化することからその含有量を0.20~0.80%と限定した。

V成分も強度および靱性を向上させる作用を有するが、0.04%未満では向上効果は十分ではなく、0.30%を超えると靱性が劣化することからその含有量を0.04~0.30%と限定した。

Al成分は脱酸のために添加されるが、含有量が0.10%を超えると靱性が低下することからその含有量をsol. Al 0.10%以下と定めた。

Ni成分は前記のように高温での強度を増加させる作用を有すると共に、金型の表層部の酸化に

以下に金型の素材である合金鋼の組成ならびに金型の使用温度を上記の通りに限定した理由を説明する。

まず、C成分は、高強度化に有効であるが、重量%で0.50%未満(以下単に%と記述する)では十分な強度が得られず、一方0.70%を超えると靱性が低下し金型の前記耐割損性が低下することからその含有量を0.50~0.70%と限定した。

Si成分は脱酸のために必要であると共に強度の確保のためにも有効であるが、0.50%を超えると靱性に悪影響をおよぼすことからその含有量を0.50%以下と定めた。

Mn成分は焼入れ性を向上して強度および靱性を改善する作用を有するが、0.20%未満ではマルテンサイトの生成が困難となって所望の強度が得られず、0.90%を超えると靱性が低下することからその含有量を0.20~0.90%と限定した。

PおよびS成分はいずれも不可避的に含まれる不純物で両者ともその含有量を低減させることは強靱化に極めて有効であるため、P成分は0.035

より該表層部においてNiが濃化し、表層部を高温においてフェライト相よりも高強度のオーステナイト相に変化させることにより前記金型の表層部を特に強化するが、含有量が低いと効果は小さく、一方Ni含有量が鍛造中の金型表面温度に依存して定まる特定の値(以下臨界Ni含有量という)を超えると金型表層部の延性が著しく低下し脆性亀裂を主体とした割損が生ずるので、その含有量を

$$-0.025T + 1.9 \leq Ni \leq -0.025T + 2.1 \quad \cdots \cdots (1)$$

但し、Tは鍛造中の金型表面温度(℃)を満す範囲に限定した。

第1図はNi含有量と伸びとの関係を鍛造中の金型表面温度の異なる場合を想定して調査した結果を示す線図で、横軸はNi含有量を、縦軸は伸びを示す。図中の実線は引張試験温度が700℃で金型表面温度が比較的低い700℃に該当する場合、破線は引張試験温度が780℃で金型表面温度が比較的高い780℃に該当する場合である。同図において、Ni含有量が臨界Ni含有量を超えると伸

特開昭62-250158 (3)

びが急激に低下するが、破壊界Ni含有量は金型表面温度が700℃の場合は35%、780℃の場合は1.5%と金型表面温度の上昇に伴って低下する。いまこの関係を一次式

$$y = ax + b \quad \dots \dots \dots (2)$$

但し、

x : 金型表面温度(℃)

y : Ni含有量 (%)

で表わし、 $x=700$ のとき $y=35$ 、 $x=780$ のとき $y=1.5$ において a および b を求めると、 $a=-0.025$ 、 $b=21$ となり、(2)式は前記Ni含有量の範囲を示す(1)式の上限を示す式となる。また、後述する実施例から金型表面温度700℃におけるNiの下限値は1.5%であるので、前記(2)式において $x=700$ 、 $y=1.5$ とおき温度勾配 a は変らないと仮定して $a=-0.025$ とし b を求めると $b=19$ となり、(2)式は前記Ni含有量の範囲を示す(1)式の下限を示す式となる。

つぎに、金型の使用温度すなわち前記(1)式における金型表面温度 T の適用範囲であるが、前記第

1図にみられるようにNi含有量が2%程度よりも低い領域では金型表面温度が低下すると金型表層部の延性が低下する傾向にあり、脆性亀裂を主体とした割れが進行する。従って例えば鍛造品の重量が減少して金型との接触時間が短縮する等により鍛造中の金型表面温度が低下する場合には、金型表層部の延性を確保することが必要になる。一方、金型表面温度が高い場合には本発明者が出願した昭和61年4月 日付特許願(熱間鍛造金型用鋼(1))の明細書に記載したように、延性を確保するよりもむしろ靱性の低下を回避するという観点からNi含有量の上限值を定める必要があり、前記(1)式を適用することは出来ない。

以上から、本発明における金型は金型表面温度が比較的低い場合に適用され、その温度領域は金型表面温度が比較的低い場合に該当する700℃と、比較的高い場合に該当する780℃との中間付近の温度を境界温度にとりて750℃未満と限定した。

実 施 例

以下、実施例に基づいて説明する。

本発明の組成を有する合金鋼を溶製し焼入焼戻の熱処理を施した後、直径500mm、高さ700mmの平盤金型を作製し、1250℃に加熱した109kg/個の炭素鋼を1000個鍛造し、金型における割れ発生の有無を調査すると共に鍛造後の金型表層部の摩耗量を測定した。金型表面温度は700℃である。また、摩耗量の測定は前記金型の表面に試験に用いた金型と同材質の直径50mm、高さ50mmの摩耗量測定用の供試材を埋込み、鍛造終了後抜き出して表面の摩耗量を求めた。なお、比較のために本発明の組成からはずれる組成を有する比較鋼についても同様の試験を行なった。第1表に供試材の化学組成を示す。

試験の結果、金型における割れの発生は本発明鋼、比較鋼のいずれにおいても認められなかった。摩耗量は前記第1表に併せ示したように、本発明鋼においては比較鋼に比べ約半分程度で、耐摩耗性が著しく改善されることがわかる。なお、従来鋼は比較鋼(22)、(23)に近い組成を有するもの

特開昭 62-250158 (4)

表 1 (単位: %)													
試料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	溶 入 率	平均 重量 (g)	
本 発 明	1	0.52	0.37	0.23	0.024	0.008	3.4	0.51	0.59	0.05	-	0.07	1250
	2	0.51	0.41	0.21	0.019	0.007	1.5	0.52	0.42	0.04	-	0.07	1320
	3	0.64	0.34	0.38	0.017	0.010	2.1	1.00	0.53	0.18	-	0.04	1378
	4	0.62	0.04	0.78	0.021	0.011	1.5	0.66	0.48	0.11	-	0.05	1225
	5	0.51	0.13	0.77	0.018	0.005	2.2	0.67	0.44	0.10	-	0.02	1255
	6	0.65	0.25	0.62	0.012	0.010	2.8	0.71	0.54	0.04	-	0.03	1248
	7	0.70	0.30	0.60	0.000	0.014	1.9	0.71	0.51	0.08	-	0.00	1300
	8	0.53	0.32	0.57	0.001	0.014	2.0	0.80	0.48	0.18	-	0.02	1286
	9	0.60	0.40	0.50	0.015	0.001	2.0	0.89	0.48	0.15	-	0.05	1252
	10	0.50	0.47	0.45	0.016	0.002	3.4	0.84	0.53	0.05	-	0.04	1331
	11	0.63	0.20	0.40	0.025	0.012	1.9	0.88	0.58	0.08	-	0.04	1340
	12	0.52	0.28	0.38	0.021	0.000	2.0	1.09	0.60	0.10	-	0.08	1258
	13	0.62	0.44	0.38	0.009	0.015	2.2	1.06	0.44	0.17	-	0.10	1278
	14	0.54	0.48	0.25	0.004	0.005	1.8	1.12	0.41	0.04	-	0.02	1328
	15	0.65	0.17	0.25	0.013	0.008	2.3	1.18	0.53	0.04	-	0.10	1274
	16	0.54	0.11	0.76	0.018	0.012	2.5	1.29	0.58	0.18	-	0.00	1341
	17	0.58	0.31	0.52	0.018	0.013	2.3	1.33	0.54	0.12	-	0.08	1276
	18	0.65	0.23	0.74	0.004	0.005	1.6	1.87	0.42	0.17	-	0.04	1343
	19	0.69	0.04	0.71	0.009	0.008	1.8	1.84	0.48	0.20	-	0.09	1335
	20	0.53	0.08	0.64	0.000	0.008	1.8	1.85	0.59	0.04	-	0.07	1332
比 較 例	21	0.32	0.40	0.34	0.008	0.006	-	2.82	3.10	0.56	-	0.03	2664
	22	0.33	1.08	0.33	0.010	0.005	-	0.41	0.71	-	1.30	0.12	2352
	23	0.82	0.12	0.11	0.034	0.027	1.01	0.58	0.10	0.25	8.51	0.04	2278
	24	0.67	0.38	1.03	0.017	0.013	4.12	0.78	0.58	0.66	-	0.08	2340

である。

発 明 の 効 果

以上説明したように、従来熱間鍛造用金型の素材として用いられていたMo等の析出強化型合金元素の添加による高強度化をはかった合金鋼に代えて、Niを添加すると共にその他の成分の含有量も適切な範囲に定めた本発明の熱間鍛造用金型鋼を用いることにより、高強度化に伴う靱性の低下が生じず金型の割れを防止できるほか、耐摩耗性が著しく向上し、金型の大幅な寿命延長をはかることができる。

4 図面の簡単な説明

第1図は熱間鍛造用金型素材のNi含有量と伸びとの関係を示す線図である。

出 願 人 住友金属工業株式会社

代 理 人 弁 理 士 押 田 良 久



第 1 図

